

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-150289

(43)Date of publication of application : 13.06.1995

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
C22C 38/48
C22C 38/54

(21)Application number : 05-298526

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 29.11.1993

(72)Inventor : HAMADA KAZUSHI
TOKUNO KAZUNARI

(54) CR-SERIES HEAT RESISTANCE STEEL EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

(57)Abstract:

PURPOSE: To develop a Cr series heat resistant steel excellent in high temp. strength, particularly in high temp. creep strength by incorporating fine Ta and Nb oxides into a low alloy steel having a specified compsn.

CONSTITUTION: Molten steel having a compsn. contg., by weight, 0.05 to 0.30% C, 0.05 to 1.0% Si, 0.05 to 2.0% Mn, 1.0 to 5.0% Cr, 0.01 to 1.0% Ni, 0.3 to 2.0% Mo, 0.003 to 0.050% N and 0.05 to 0.50% V or furthermore contg. 0.03 to 3.0% W and one or \geq two kinds among 0.05 to 1.50% Cu, 0.005 to 0.05% Ti, 0.0005 to 0.01% B and 0.01 to 3.0% Co or moreover contg. one or \geq two kinds among 0.001 to 0.02% Al, Mg, Y, Zr, Hf and Ca is added with Ta₂O₅ powder and Nb₂O₅ powder in such a manner that they are dispersed so as to regulate the total of Ta₂O₅ and Nb₂O₅ having $\leq 1\mu\text{m}$ grain size to 0.3 to 2.0vol.% in the steel, and the components are regulated in such a manner that the total of total Ta and total Nb contg. Ta and Nb as solid solution or carbonitride is regulated to 0.25 to 2.5%.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] C:0.05 - 0.30wt% and Si:0.05 - 1.0wt% and Mn:0.05 - 2.0wt%, Cr: 1.0 - 5.0wt% and nickel:0.01 - 1.0wt% and Mo:0.3 - 2.0wt%, N : 0.003 - 0.050wt%, V : 0.05 - 0.50wt%, Tantalum oxide + niobium oxide : All amount of Nb(s):0.25-2.5wt% including Nb which exists as all amount of Ta + niobium oxide including Ta which exists as tantalum oxide is included 0.3 - 2.0vol%. Cr system heat-resisting steel excellent in the high temperature strength which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and is characterized by the mean particle diameter of tantalum oxide and niobium oxide being 1 micrometer or less.

[Claim 2] W:0.03 - 3.0wt% is contained, and they are Cu:0.05 - 1.50wt% and Ti:0.005 - 0.05wt% and B further. : Cr system heat-resisting steel excellent in the high temperature strength according to claim 1 characterized by containing 1 of Co:0.01 - 3.0wt% of sorts, and two sorts or more 0.0005 - 0.01wt%.

[Claim 3] aluminum: 0.001 - 0.02wt% and Mg:0.001 - 0.02wt%, Y : Cr system heat-resisting steel excellent in the high temperature strength according to claim 1 or 2 characterized by containing 1 of calcium:0.001 - 0.02wt% of sorts, and two sorts or more Hf:0.001 - 0.02wt% Zr:0.001 - 0.02wt% 0.001 - 0.02wt%.

[Translation done.]

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to Cr system heat-resisting steel excellent in high temperature strength indispensable to a thermal-protection-system object, especially elevated-temperature creep strength.

[0002]

[Description of the Prior Art] The ferritic heat resisting steel which has high creep strength as a structural steel by which long duration use is carried out by the elevated temperature and the high stress load is demanded strongly. As an example of the steel with which this kind of application is presented, there is JIS STBA24 (2.25Cr-1Mo steel) and SCM4 (1.25Cr-0.5Mo-0.3V steel).

[0003] Moreover, 14 Cr-Y 2O₃ shown in JP,63-50448,A as steel which was made to contain an oxide and was made to high-intensity-ize There is steel. The mechanical alloying method which is the powder metallurgy-technique when it is the aforementioned steel, since floatation will be carried out as a slag if an oxide is generally added to molten steel and it is difficult for the interior of steel to distribute an oxide is used, and it is Y₂O₃. It is made to distribute. Cr-W-Ta 2O₅ given [as heat-resisting steel] in Japanese Patent Application No. No. 45820 [four to] which distributed the oxide in steel with the solution process There is steel.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] With steel, high temperature strength is conventionally raised using solid solution strengthening by precipitation strengthening by carbide, Mo, etc. However, since big-and-rough-izing of a sludge and a deposit of a dissolution element arise in an elevated-temperature long duration side and high temperature strength falls, the steel which is stabilized also in elevated-temperature long duration and maintains reinforcement is required.

[0005] On the other hand, since steel given in JP,63-50448,A is manufactured by powder-metallurgy processing, it serves as cost quantity and is unsuitable to a structural member. Moreover, since an application is an object for nuclear fusion reactor first walls, elements, such as Mo, Nb, and nickel, are restricted severely and steel given in Japanese Patent Application No. No. 45820 [four to] serves as cost quantity as a general object for elevated-temperature devices. This invention distributes an oxide, and raises high temperature strength, and it aims at providing general elevated-temperature devices with the steel which is moreover low cost.

[0006]

[Means for Solving the Problem] this invention persons discovered the oxide (tantalum oxide, niobium oxide) minutely distributed in steel with a solution process, as a result of repeating research that said two technical problems should be solved. This invention constitutes Cr system heat-resisting steel which was excellent in high temperature strength with distribution into the steel of this oxide based on the knowledge that the strong failure operation over the sliding motion of a rearrangement can be given.

[0007] The place made into the summary of this invention is as follows.

(1) C:0.05 - 0.30wt% and Si:0.05 - 1.0wt%, Mn: 0.05 - 2.0wt% and Cr:1.0 - 5.0wt% and nickel:0.01 - 1.0wt%, Mo: 0.3 - 2.0wt%, and N:0.003 - 0.050wt %, V:0.05 - 0.50wt% and tantalum oxide + niobium oxide : 0.3 - 2.0vol%, The total amount of Nb(s) including Nb which exists as all amount of Ta + niobium oxide including Ta which exists as tantalum oxide : 0.25 - 2.5wt% is included. Cr system heat-resisting steel excellent in the high temperature strength which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and is characterized by the mean particle diameter of tantalum oxide and niobium oxide being 1 micrometer or less.

[0008] (2) Cr system heat-resisting steel excellent in the high temperature strength of the preceding clause 1 publication which contains W:0.03 - 3.0wt%, and contains 1 of Co:0.01 - 3.0wt% of sorts, and two sorts or more B:0.0005 - 0.01wt% Ti:0.005 - 0.05wt% Cu:0.05 - 1.50wt% further.

(3) Cr system heat-resisting steel excellent in high temperature strength the preceding clause 1 which contains 1 of calcium:0.001 - 0.02wt% of sorts, and two sorts or more Hf:0.001 - 0.02wt% Zr:0.001 -

0.02wt% Y:0.001 - 0.02wt% Mg:0.001 - 0.02wt% aluminum:0.001 - 0.02wt%, or given in two.

[0009]

[Function] The reason for component limitation of this invention is explained below. Although more than 0.05wt% is required from the point that it is the basic element of the reservation on the strength by carbon nitride deposit, if 0.30wt% ** is added, the compound carbon nitride of Nb, Ta, V, or Cr deposits big and rough, and C's is disadvantageous on the purpose of dispersion strengthening. Then, the upper limit of C is made into 0.30wt(s)%.

[0010] Si is important as deoxidation material and needs at least 0.05 wt(s)%. however, 1.0wt% -- when it super-adds, tantalum oxide and/or niobium oxide are returned, and for this reason, creep strength falls remarkably. Therefore, the amount of Si is made into 0.05 - 1.0wt%. Although Mn is important because of deoxidation and hardenability reservation and it is necessary to secure at least 0.05 wt(s)%, creep strength falls in addition of 2.0wt% **. For this reason, the amount of Mn is made into 0.05 - 2.0wt%.

[0011] since Cr is important when securing reinforcement and corrosion resistance -- at least 1.0 wt% -- although it is required, weldability deteriorates by addition of 5.0wt% **, and creep strength falls. Therefore, the amount of Cr(s) is made into 1.0 - 5.0wt%. nickel is required 0.01% or more, in order to secure toughness and hardenability. However, since the fall of creep strength is invited to coincidence, an upper limit is made into 1.0wt(s)%.

[0012] since Mo serves as remarkable creep resistance when it dissolves to radical underground and deposits [and] minutely as a compound between carbon nitride metallurgy groups -- at least 0.3 wt% -- although it is required, in order for depositing [of a delta ferrite] to become remarkable and to cause big and rough-ization of an intermetallic compound, a strong remarkable fall takes place by addition of 2.0wt% **. For this reason, the amount of Mo is made into 0.3 - 2.0wt%.

[0013] It needs at least 0.003 wt% in order to contribute to improvement in remarkable creep resistance whether it dissolves to radical underground or N deposits as carbon nitride and. However, when 0.050wt% ** is added, reinforcement comes to fall on the contrary. Therefore, the amount of N is made into 0.003 - 0.050wt%. V is the element most important when making it deposit as carbon nitride and securing reinforcement. In order to demonstrate the effectiveness, more than 0.05wt% is required. However, addition of 0.50wt% ** causes the deposit of a delta ferrite. Therefore, the amount of V is made into 0.05 - 0.50wt%.

[0014] The effectiveness of niobium oxide (mainly Nb 2O5) is the same as the effectiveness of tantalum oxide (mainly Ta 2O5). Tantalum oxide and niobium oxide work as a source of dispersion strengthening, and raise elevated-temperature creep rupture strength remarkably. The effectiveness has both remarkable sum total at more than 0.3vol%. However, the addition exceeding 2.0vol% causes the fall on the strength resulting from an on the contrary ductile fall. Moreover, a lot of [that tantalum oxide and niobium oxide are comparatively expensive and] addition is not desirable. Therefore, it limited to less than [more than 0.3vol%2.0vol%]. It has the description of not rising to surface as a slag even if the specific gravity of tantalum oxide and niobium oxide is still heavier about 8.7 or more and a little respectively and it adds in molten steel. tantalum oxide -- Ta 2O5 others -- Ta6 O, TaO, Ta2 O, TaO2, Ta 0.83O2, Ta 0.97O2, Ta 0.8O2, Fe4 Ta 2O9, FeTaO4, FeTaO6, Ta2 CrO6, and CrTaO4 etc. -- it exists in a form. niobium oxide -- Nb 2O5 others -- Nb6 O, NbO, Nb2 O, NbO2, Nb 12O29, NbO2.46, Fe4 Nb 2O9, FeNbO4, FeNb 49O124, FeNb 11O29, Nb0.6 Cr 0.4O2, and CrNbO4 etc. -- it exists in a form. Moreover, when compounding niobium oxide and tantalum oxide and adding, it exists also in the form which the Nb4 Ta2 O15 grades Nb and Ta compounded, and was connected with oxygen.

[0015] Mean particle diameter of tantalum oxide and niobium oxide was set to 1 micrometer or less for toughness falling remarkably that the number per unit area of tantalum oxide and niobium oxide decreases, and about [not leading to improvement in elevated-temperature creep rupture strength], tantalum oxide, and niobium oxide tend to become the origin of a brittle fracture, even if an addition was proper within the limits, when mean particle diameter exceeded 1 micrometer. so that it is 1 micrometer or less -- elevated-temperature creep rupture strength -- improving .

[0016] In addition, the rate of the volume of an oxide is measured as follows, and is computed according to following the (1) type. namely, the extract replica of the steel materials concerned -- an optical

microscope -- or electron microscope observation is carried out and particle size is measured directly from a photograph. At this time, a suitable scale factor is chosen by 1000 to 50000 times, and 100 or more oxides are measured with three or more visual fields. When the configuration of an oxide is not a circle, let a projected area diameter be particle size from the area of an oxide.

[0017]

[Equation 1]

$$\text{体積率(\%)} = \frac{3.14}{4} \cdot \frac{\text{測定した酸化物の個数}}{\text{測定面積}(\mu\text{m}^2)} \times$$

$$(\text{粒径の2乗の平均値}(\mu\text{m}^2)) \times 100 \dots\dots (1)$$

[0018] Although that in which Ta exists as tantalum oxide and Nb exists as niobium oxide is most, a part exists also as Dissolution Ta and Nb, or Ta (C, N) and Nb (C, N). A part of Ta added before adding tantalum oxide or niobium oxide in molten steel, thing to depend on Nb, tantalum oxide, or niobium oxide decomposes these Ta and the source of Nb. the time of tantalum oxide + niobium oxide being 0.3vol(s)% -- all Ta+ totals -- Nb becomes 0.25wt(s)%. further -- all Ta+ totals -- if 2.5wt(s)% is exceeded as an amount of Nb(s), in order to cause the fall of creep ductility -- all Ta+ totals -- Nb was limited to less than [more than 0.25wt%2.5wt%].

[0019] since W becomes remarkable creep resistance when it dissolves to radical underground and deposits [and] minutely as a compound between carbon nitride metallurgy groups -- at least 0.03 wt% - - although it is required, in order to cause big and rough-ization of an intermetallic compound, a strong remarkable fall takes place by addition of 3.0wt% **. For this reason, the amount of W is made into 0.03 - 3.0wt%. Although Cu, Ti, B, and Co raise hardenability and raised creep strength and toughness, since creep ductility would fall, and creep rupture time would decrease and it would lifting-come to be easy of welding cold brittleness if it adds superfluously, it limited to Co:0.01 - 3.0wt% B:0.0005 - 0.01wt% Ti:0.005 - 0.05wt% Cu:0.05 - 1.50wt%, respectively. These elements have big effectiveness by the case of the thick steel plate of board thickness.

[0020] Although aluminum, Mg, Y, Zr, Hf, and calcium were effective in raising toughness, in order that superfluous addition might return tantalum oxide and niobium oxide and might reduce creep strength, it was limited to calcium:0.001 - 0.02wt% Hf:0.001 - 0.02wt% Zr:0.001 - 0.02wt% Y:0.001 - 0.02wt% Mg:0.001 - 0.02wt% aluminum:0.001 - 0.02wt%. As for addition of these elements, it is desirable to add in molten steel before addition of tantalum oxide and niobium oxide.

[0021]

[Example] The sample offering steel of the component range shown in Table 1, Table 2 (continuation of Table 1), Table 3, Table 4 (continuation of Table 3), Table 5, and Table 6 (continuation of Table 5) was produced by vacuum melting, hot rolling, normalizing, and tempering processing. The creep rupture test was performed and the creep rupture strength of 600 degrees C / 10000h was measured.

[0022] In addition, after filling up an iron fixture with tantalum oxide powder and niobium oxide powder, they were added in molten steel. Although tantalum oxide and niobium oxide are oxides, they are distributed in steel, without doing condensation and surfacing of. The rate of the volume of the tantalum oxide + niobium oxide in Table 1, Table 3, and Table 5 is computed from a formula (1). Tantalum oxide and the rate of the volume of each niobium oxide multiplied by it and computed the mixing ratio at the time of addition to the total rate of the volume. This is because it is difficult to discriminate niobium oxide from tantalum oxide only with a photograph.

[0023] Inside of the steel shown in Table 1 - 6 No.1-15 are the steel of the component range of this invention, and No.16- 39 are the comparison steel outside this invention range. Each this invention steel excels [creep rupture strength] in 140 or more MPas and elevated-temperature creep rupture strength (reinforcement is called below). Moreover, reinforcement is high, so that there are many amounts of oxides in this invention steel No.1-3.

[0024] Reinforcement became low, in order that C might be under a minimum and comparison steel

No.16 might not have effective precipitation strengthening. Since comparison steel No.17 had superfluous C, carbon nitride made it big and rough, and reinforcement became low. Since deoxidation was insufficient for comparison steel No.18 since Si was under a minimum, and many defects existed in the ingot by dissolved oxygen, reinforcement became low.

[0025] Since the oxide was returned since Si was superfluous, and the amount of oxides was insufficient for comparison steel No.19, reinforcement became low. Mn was under a minimum, and since quenching was inadequate, as for comparison steel No.20, reinforcement became low. Since comparison steel No.21 had superfluous Mn, reinforcement became low.

[0026] Since comparison steel No.22 had superfluous Cr, reinforcement became low. Since comparison steel No.23 had superfluous nickel, reinforcement became low. Mo was insufficient for comparison steel No.24, and since solid solution strengthening was not effective, reinforcement became low. Comparison steel No.25 had superfluous Mo, and since the intermetallic compound made it big and rough, reinforcement became low.

[0027] V was insufficient for comparison steel No.26, and since precipitation strengthening was not effective, reinforcement became low. Comparison steel No.27 had superfluous V, and since the delta ferrite deposited, reinforcement became low. N was insufficient for comparison steel No.28, and since precipitation strengthening was not enough, reinforcement became low.

[0028] Since comparison steel No.29 had superfluous N, reinforcement became low. The oxide was insufficient for comparison steel No.30, and since dispersion strengthening was not enough, reinforcement became low. Comparison steel No.31 had the superfluous oxide, and since ductility fell, reinforcement became low.

[0029] comparison steel No.32 -- an oxide and all Ta+ totals -- Nb -- it both ran short, and since dispersion strengthening was not enough, reinforcement became low. comparison steel No.33 -- all Ta+ totals -- Nb was superfluous, and since ductility fell, reinforcement became low. Comparison steel No.34 had a big and rough particle size of an oxide, and since dispersion strengthening ran short, reinforcement became low.

[0030] Comparison steel No.35 had superfluous W, and since the intermetallic compound made it big and rough, reinforcement became low. Comparison steel No.36 have superfluous Ti and reinforcement became low with the fall of creep ductility. Comparison steel No.37 have superfluous B and reinforcement became low with the fall of creep ductility.

[0031] Since comparison steel No.38 have Cu and superfluous Mg, and creep ductility fell and tantalum oxide was returned, reinforcement became low. Comparison steel No.39 had aluminum and superfluous Zr, and since tantalum oxide was returned, reinforcement became low. comparison steel No. -- since tantalum oxide is returned, compared with the total amount of Ta, as for each of 38 and 39, the amount of tantalum oxide is falling remarkably. Moreover, condensation big and rough-ization of an oxide is caused.

[0032]

[Table 1]

	No.	化 学 組 成 (wt%)										
		C wt%	Si wt%	Mn wt%	Cr wt%	Ni wt%	Mo wt%	V wt%	N wt%	酸化 タンタル vol%	酸化 ニオブ vol%	酸化タンタル + 酸化ニ オブ vol%
本 発 明 鋼	1	0.09	0.32	0.05	1.30	0.08	0.33	0.23	0.015	0.35	—	0.35
	2	0.09	0.45	0.14	1.22	0.12	0.49	0.25	0.005	0.94	—	0.94
	3	0.09	0.36	0.46	2.22	0.06	0.42	0.22	0.023	1.89	—	1.89
	4	0.07	0.56	0.55	2.25	0.01	1.13	0.39	0.029	0.43	—	0.43
	5	0.05	0.24	0.45	2.14	0.01	1.23	0.33	0.048	0.43	0.23	0.66
	6	0.10	0.35	0.44	3.01	0.33	0.98	0.18	0.019	0.01	0.64	0.65
	7	0.16	0.97	0.34	2.91	0.24	1.32	0.33	0.026	0.01	0.67	0.68
	8	0.29	0.65	0.78	3.33	0.12	1.20	0.28	0.045	—	0.81	0.81
	9	0.19	0.66	1.23	3.05	0.08	1.35	0.16	0.008	0.41	0.39	0.80
	10	0.22	0.43	1.88	3.25	0.93	1.08	0.33	0.006	0.41	0.39	0.80
	11	0.15	0.33	0.54	4.44	0.23	0.45	0.23	0.022	0.72	0.11	0.83
	12	0.07	0.06	0.08	4.51	0.06	1.96	0.46	0.018	0.21	1.01	1.22
	13	0.09	0.12	0.22	4.93	0.15	1.04	0.17	0.011	0.25	1.00	1.25
	14	0.07	0.28	0.24	2.23	0.08	0.98	0.05	0.016	1.05	0.17	1.22
	15	0.09	0.53	0.33	2.22	0.23	1.11	0.15	0.003	1.04	0.17	1.21

[0033]

[Table 2]

(表1のつづき)

	No.	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒 径	選 択 元 素	ク リ ー プ 破 断 強 度
		wt%	wt%	wt%	μm	wt%	(MPa)
本 発 明 鋼	1	0.28	—	0.28	0.07		148
	2	0.76	—	0.76	0.07		169
	3	1.56	—	1.56	0.07		185
	4	0.34	—	0.34	0.07	W:2.8, Ti:0.012	179
	5	0.35	0.20	0.55	0.20	W:0.05, Cu:0.55	155
	6	0.01	0.38	0.39	0.20	W:0.04, Ti:0.013, B:0.0032	145
	7	0.01	0.40	0.41	0.20	W:1.5, Cu:0.23, B:0.0025, Co:1.2	152
	8	—	0.56	0.56	0.20		144
	9	0.38	0.29	0.67	0.07	W:0.5, B:0.0018, Al:0.005	162
	10	0.34	0.27	0.61	0.07	W:0.03, Co:0.81, Mg:0.005, Y:0.008	158
	11	0.74	0.07	0.81	0.07	W:0.03, B:0.0033, Zr:0.006	170
	12	0.18	1.00	1.18	0.07	W:0.04, B:0.0029, Hf:0.006, Ca:0.011	173
	13	1.05	0.79	1.84	0.21	W:1.5, Cu:0.36, Al:0.008, Mg:0.009	175
	14	1.55	0.50	2.05	0.95	W:0.05, Co:1.1, Al:0.015, Ca:0.006	149
	15	0.88	0.15	1.03	0.23	W:0.04, Ti:0.01, Mg:0.010, Zr:0.006	156

[0034]

[Table 3]

	No.	化 学 組 成 (w t %)										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N	酸化 タンタル	酸化 ニオブ	酸化タンタル +酸化ニ オブ
		wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	vol%	vol%	vol%
比 較 鋼	16	0.03	0.42	0.15	1.25	0.18	0.43	0.23	0.015	0.75	—	0.75
	17	0.35	0.54	0.14	1.25	0.12	0.45	0.35	0.011	0.74	—	0.74
	18	0.07	0.02	0.16	2.22	0.09	0.45	0.22	0.013	0.79	—	0.79
	19	0.09	1.25	0.55	2.25	0.05	1.00	0.29	0.019	0.13	—	0.13
	20	0.15	0.42	0.01	2.23	0.04	1.00	0.23	0.018	0.23	0.43	0.66
	21	0.11	0.53	2.38	3.01	0.33	0.99	0.28	0.019	0.01	0.62	0.63
	22	0.15	0.79	0.43	5.91	0.26	1.02	0.23	0.022	0.01	0.64	0.65
	23	0.22	0.13	0.67	3.23	1.12	1.11	0.28	0.040	—	0.61	0.61
	24	0.18	0.06	1.33	3.05	0.12	0.19	0.26	0.009	—	0.70	0.70
	25	0.23	0.44	1.18	3.25	0.90	2.11	0.23	0.006	—	0.60	0.60
	26	0.14	0.39	0.52	3.03	0.20	1.45	0.03	0.020	0.22	0.41	0.63
	27	0.06	0.16	0.06	3.01	0.06	1.56	0.60	0.018	0.21	0.90	1.11

(下線は本発明範囲外)

[0035]

[Table 4]

(表 3 の つづき)

	No.	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒 径	選 択 元 素	ク リ ー プ 破 断 強 度
		wt%	wt%	wt%	μm	wt%	(MPa)
比 較 鋼	16	0.61	—	0.61	0.23	W:2.8, Ti:0.012	111
	17	0.61	—	0.61	0.22		112
	18	0.65	—	0.65	0.22		115
	19	0.60	—	0.60	0.22		109
	20	0.19	0.30	0.49	0.21		115
	21	0.01	0.43	0.44	0.20		112
	22	0.01	0.44	0.45	0.20		110
	23	—	0.43	0.43	0.23		114
	24	—	0.49	0.49	0.27		112
	25	—	0.50	0.50	0.07		118
	26	0.20	0.35	0.55	0.07		119
	27	0.19	0.64	0.83	0.07		118

[0036]

[Table 5]

	No.	化 学 組 成 (w t %)										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N	酸化 タンタル	酸化 ニオブ	酸化タンタル + 酸化ニオブ
		wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	vol%	vol%	vol%
比 較 鋼	28	0.09	0.21	0.23	3.93	0.11	1.54	0.27	<u>0.001</u>	0.25	0.90	1.15
	29	0.17	0.18	0.64	3.23	0.10	1.58	0.25	<u>0.056</u>	1.05	0.07	1.12
	30	0.10	1.35	0.53	3.21	0.13	1.11	0.25	0.013	0.04	0.17	<u>0.21</u>
	31	0.12	0.33	0.64	3.44	0.13	0.45	0.23	0.012	0.72	1.66	<u>2.38</u>
	32	0.07	0.06	0.48	4.51	0.10	0.96	0.46	0.011	0.21	0.01	<u>0.22</u>
	33	0.08	0.11	0.22	4.91	0.11	1.04	0.27	0.011	0.25	0.90	1.15
	34	0.07	0.20	0.24	3.22	0.68	0.99	0.25	0.015	1.05	0.05	1.10
	35	0.08	0.22	0.23	2.59	0.15	1.05	0.25	0.016	0.89	0.05	0.94
	36	0.07	0.21	0.24	2.22	0.12	0.98	0.24	0.016	0.91	0.04	0.95
	37	0.08	0.22	0.21	2.32	0.15	0.97	0.25	0.012	0.95	0.06	1.01
	38	0.07	0.25	0.24	2.32	0.14	0.98	0.25	0.011	0.18	0.05	<u>0.23</u>
	39	0.07	0.22	0.24	3.02	0.13	1.01	0.24	0.014	0.14	0.05	<u>0.19</u>

(下線は本発明範囲外)

[0037]

[Table 6]

(表 5 の つづき)

	No.	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒 径	選 択 元 素	ク リ ー プ 破 断 強 度
		wt%	wt%	wt%	μm	wt%	(MPa)
比 較 鋼	28	0.22	0.63	0.85	0.07	W:0.4, B:0.0020, Al:0.010	115
	29	0.88	0.04	0.92	0.55	W:0.05, Co:0.79, Mg:0.006, Y:0.005	107
	30	0.13	0.12	0.25	0.55	W:0.03, B:0.0030, Zr:0.006	96
	31	0.59	1.16	1.75	0.54	W:0.03, B:0.0029, Hf:0.005, Ca:0.013	110
	32	0.17	0.01	<u>0.18</u>	0.56	W:1.44, Cu:0.36, Al:0.011, Mg:0.007	101
	33	2.21	0.63	<u>2.84</u>	0.51	W:0.05, Co:1.6, Al:0.015, Ca:0.011	98
	34	0.85	0.03	0.88	<u>1.95</u>	W:0.05, Ti:0.01, Mg:0.006, Zr:0.008	89
	35	0.79	0.03	0.82	0.21	<u>W:3.55, Ti:0.01, Mg:0.006, Zr:0.008</u>	105
	36	0.81	0.03	0.84	0.22	W:0.05, <u>Ti:0.09</u> , Mg:0.006, Zr:0.008	91
	37	0.82	0.10	0.92	0.21	W:0.05, <u>B:0.016</u> , Mg:0.006, Zr:0.008	110
	38	0.76	0.03	0.79	0.59	W:0.05, <u>Cu:1.91</u> , Mg:0.026, Zr:0.008	103
	39	0.86	0.03	0.89	0.85	W:0.05, Ti:0.01, <u>Al:0.028</u> , Zr:0.031	89

(下線は本発明範囲外)

[0038]

[Effect of the Invention] Cr system heat-resisting steel which was excellent in high temperature strength, especially elevated-temperature creep strength with this invention can be offered now, and the contribution to lightweight-izing of a thermal-protection-system object, improvement in dependability, etc. is large.

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-150289

(43)公開日 平成7年(1995)6月13日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
38/48				
38/54				

審査請求 未請求 請求項の数3 O L (全 7 頁)

(21)出願番号	特願平5-298526	(71)出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22)出願日	平成5年(1993)11月29日	(72)発明者	浜田 一志 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
		(72)発明者	徳納 一成 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
		(74)代理人	弁理士 大関 和夫

(54)【発明の名称】 高温強度に優れたCr系耐熱鋼

(57)【要約】 (修正有)

【目的】 高温クリープ強度に優れたCr系耐熱鋼。

【構成】 重量%で、C:0.05~0.30、Si:0.05~1.0、Mn:0.05~2.0、Cr:1.0~5.0、Ni:0.01~1.0、Mo:0.3~2.0、N:0.003~0.050、V:0.05~0.50、かつ、酸化タンタルとして存在するTaを含めた全Ta量+酸化ニオブとして存在するNbを含めた全Nb量:0.25~2.5で、酸化タンタル+酸化ニオブ:0.3~2.0vol%で、残部Fe及び不可避免的な不純物からなり、かつ酸化ニオブの平均粒径が1μm以下である、高温強度に優れたCr系耐熱鋼。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.05~0.30wt%、

Si:0.05~1.0wt%、

Mn:0.05~2.0wt%、

Cr:1.0~5.0wt%、

Ni:0.01~1.0wt%、

Mo:0.3~2.0wt%、

N:0.003~0.050wt%、

V:0.05~0.50wt%、

酸化タンタル+酸化ニオブ:0.3~2.0vol%、 10

酸化タンタルとして存在するTaを含めた全Ta量+酸化ニオブとして存在するNbを含めた全Nb量:0.25~2.5wt%を含み、残部Fe及び不可避免的不純物からなり、かつ酸化タンタル及び酸化ニオブの平均粒径が1 μ m以下であることを特徴とする高温強度に優れたCr系耐熱鋼。

【請求項2】 W:0.03~3.0wt%を含有し、

さらにCu:0.05~1.50wt%、

Ti:0.005~0.05wt%、

B:0.0005~0.01wt%、

Co:0.01~3.0wt%

のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の高温強度に優れたCr系耐熱鋼。

【請求項3】 Al:0.001~0.02wt%、

Mg:0.001~0.02wt%、

Y:0.001~0.02wt%、

Zr:0.001~0.02wt%、

Hf:0.001~0.02wt%、

Ca:0.001~0.02wt%

のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2記載の高温強度に優れたCr系耐熱鋼。 30

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は耐熱構造物に不可欠な高温強度、特に高温クリープ強度に優れたCr系耐熱鋼に係わるものである。

【0002】

【従来の技術】高温、高応力負荷で長時間使用される構造用鋼材として、高いクリープ強度を有するフェライト系耐熱鋼が強く要望されている。この種の用途に供される鋼の例として、JIS規格STBA24(2.25Cr-1Mo鋼)、SCMV4(1.25Cr-0.5Mo-0.3V鋼)がある。

【0003】また、酸化物を含有させて高強度化させた鋼として特開昭63-50448号公報に示される14Cr-Y₂O₃鋼がある。一般的に酸化物を溶鋼に添加するとスラグとして浮上分離するので鋼内部に酸化物を分散させることが困難であるため、前記の鋼の場合、粉末冶金的手法であるメカニカルアロイング法を用いてY 50

2 O₃を分散させている。酸化物を溶解法で鋼中に分散させた耐熱鋼として特願平4-45820号記載のCr-W-Ta₂O₅鋼がある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】従来鋼では炭化物による析出強化及びMo等による固溶強化を利用して高温強度を向上させている。しかし高温長時間間で析出物の粗大化及び固溶元素の析出が生じ、高温強度が低下するので、高温長時間でも安定して強度を保つ鋼が必要である。

【0005】一方、特開昭63-50448号公報記載の鋼は粉末冶金法によって製造されるためコスト高となって構造部材には不適である。また特願平4-45820号記載の鋼は用途が核融合炉第一壁用であるため、Mo、Nb、Ni等の元素が厳しく制限され一般の高温機器用としてはコスト高となっている。本発明は酸化物を分散させて高温強度を高め、しかも低コストである鋼を一般高温機器用に提供することを目的としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは前記2つの課題を解決すべく研究を重ねた結果、溶解法にて鋼中に微細に分散する酸化物(酸化タンタル、酸化ニオブ)を発見した。本発明はこの酸化物の鋼中への分散によって転位のすべり運動に対する強い障害作用を与えることができるという知見に基づき、高温強度に優れたCr系耐熱鋼を構成したものである。

【0007】本発明の要旨とするところは下記のとおりである。

(1) C:0.05~0.30wt%、Si:0.05~1.0wt%、Mn:0.05~2.0wt%、Cr:1.0~5.0wt%、Ni:0.01~1.0wt%、Mo:0.3~2.0wt%、N:0.003~0.050wt%、V:0.05~0.50wt%、酸化タンタル+酸化ニオブ:0.3~2.0vol%、酸化タンタルとして存在するTaを含めた全Ta量+酸化ニオブとして存在するNbを含めた全Nb量:0.25~2.5wt%を含み、残部Fe及び不可避免的不純物からなり、かつ酸化タンタル及び酸化ニオブの平均粒径が1 μ m以下であることを特徴とする高温強度に優れたCr系耐熱鋼。 40

【0008】(2) W:0.03~3.0wt%を含有し、さらにCu:0.05~1.50wt%、Ti:0.005~0.05wt%、B:0.0005~0.01wt%、Co:0.01~3.0wt%のうちの1種または2種以上を含有する前項1記載の高温強度に優れたCr系耐熱鋼。

(3) Al:0.001~0.02wt%、Mg:0.001~0.02wt%、Y:0.001~0.02wt%、Zr:0.001~0.02wt%、Hf:0.001~0.02wt%、Ca:0.001~0.02

wt%のうちの1種または2種以上を含有する前項1または2記載の高温強度に優れたCr系耐熱鋼。

【0009】

【作用】以下本発明の成分限定理由を説明する。Cは、炭窒化物析出による強度確保の基本元素であるという点から0.05wt%以上が必要であるが、0.30wt%超を添加するとNb, Ta, VまたはCrの複合炭窒化物が粗大に析出し分散強化の目的上不利である。そこでCの上限は0.30wt%とする。

【0010】Siは脱酸材として重要であり最低0.05wt%を必要とする。しかし、1.0wt%超添加した場合には酸化タンタル及び/または酸化ニオブを還元し、このためクリープ強度が著しく低下する。したがってSi量は0.05~1.0wt%とする。Mnは脱酸及び焼入れ性確保のため重要であり最低0.05wt%を確保する必要があるが、2.0wt%超の添加ではクリープ強度が低下する。このためMn量は0.05~2.0wt%とする。

【0011】Crは強度と耐食性を確保する上で重要であるため最低1.0wt%必要であるが、5.0wt%超の添加により溶接性が劣化し、クリープ強度が低下する。したがってCr量は1.0~5.0wt%とする。Niは、靱性及び焼入れ性を確保するために0.01%以上必要である。しかし同時にクリープ強度の低下を招くので上限を1.0wt%とする。

【0012】Moは基地中に固溶した場合においても、また炭窒化物や金属間化合物として微細に析出した場合においても著しいクリープ抵抗となるため最低0.3wt%必要であるが、2.0wt%超の添加ではδフェライトの析出が顕著となり且つ金属間化合物の粗大化を招くため強度の著しい低下が起こる。このためMo量は0.3~2.0wt%とする。

【0013】Nは基地中に固溶しても、また炭窒化物として析出しても著しいクリープ抵抗の向上に寄与するため最低0.003wt%を必要とする。しかし、0.050wt%超を添加した場合かえって強度が低下するようになる。したがってN量は0.003~0.050wt%とする。Vは炭窒化物として析出させて強度を確保する上で最も重要な元素である。その効果を発揮させるためには0.05wt%以上が必要である。しかし0.050wt%超の添加はδフェライトの析出を招く。した*

*がってV量は0.05~0.50wt%とする。

【0014】酸化タンタル(主にTa₂O₅)の効果と酸化ニオブ(主にNb₂O₅)の効果は同じである。酸化タンタル及び酸化ニオブは分散強化源として働き高温クリープ破断強度を著しく向上させる。その効果は両者の合計が0.3vol%以上で著しい。しかし、2.0vol%を超える添加はかえって延性の低下に起因する強度低下を招く。また酸化タンタル及び酸化ニオブは比較的高価であり大量の添加は好ましくない。そのため0.3vol%以上2.0vol%以下に限定した。さらに酸化タンタル、酸化ニオブの比重はそれぞれ約8.7以上と若干重く、溶鋼中に添加してもスラグとして浮上しないという特徴を持つ。酸化タンタルはTa₂O₅の他、Ta₆O₇, TaO, Ta₂O, TaO₂, Ta_{0.83}O₂, Ta_{0.97}O₂, Ta_{0.8}O₂, Fe₄Ta₂O₉, FeTaO₄, FeTaO₆, Ta₂CrO₆, CrTaO₄等の形で存在する。酸化ニオブはNb₂O₅の他、Nb₆O₇, NbO, Nb₂O, NbO₂, Nb₁₂O₂₉, NbO_{2.46}, Fe₄Nb₂O₉, FeNbO₄, FeNb₄₉O₁₂₄, FeNb₁₁O₂₉, Nb_{0.6}Cr_{0.4}O₂, CrNbO₄等の形で存在する。また酸化ニオブと酸化タンタルを複合して添加する場合Nb₄Ta₂O₁₅等NbとTaが複合して酸素と結びついた形でも存在する。

【0015】酸化タンタル及び酸化ニオブの平均粒径を1μm以下としたのは、平均粒径が1μmを超えると添加量が適正範囲内であっても酸化タンタル及び酸化ニオブの単位面積あたりの数が少なくなり高温クリープ破断強度の向上につながらないばかりか、酸化タンタル及び酸化ニオブが脆性破壊の起点になりやすく靱性が著しく低下するためである。1μm以下であれば小さい程、高温クリープ破断強度が向上する。

【0016】なお、酸化物の体積率は次のように測定して下記(1)式に従って算出する。すなわち、当該鋼材の抽出レプリカを光学顕微鏡もしくは電子顕微鏡観察し、写真から粒径を直接測定する。このとき1000~50000倍で適当な倍率を選び3視野以上で酸化物100個以上を測定する。酸化物の形状が円でないときは酸化物の面積から円相当径を粒径とする。

【0017】

【数1】

$$\text{体積率(\%)} = \frac{3.14}{4} \cdot \frac{\text{測定した酸化物の個数}}{\text{測定面積}(\mu\text{m}^2)} \times$$

$$(\text{粒径の2乗の平均値}(\mu\text{m}^2)) \times 100 \cdots (1)$$

【0018】Taは酸化タンタルとして、Nbは酸化ニオブとして存在するものが大部分であるが、一部は固溶Ta, NbもしくはTa(C, N), Nb(C, N)としても存在する。これらのTa及びNb源は、溶鋼中に※50

※酸化タンタルもしくは酸化ニオブを添加する前に添加するTa, Nbによるもの、もしくは酸化タンタルもしくは酸化ニオブの一部が分解したものである。酸化タンタル+酸化ニオブが0.3vol%であるとき、全Ta+

全Nbは0.25wt%となる。さらに全Ta+全Nb量として2.5wt%を超えるとクリープ延性の低下を招くため、全Ta+全Nbは0.25wt%以上2.5wt%以下に限定した。

【0019】Wは基地中に固溶した場合においても、また炭窒化物や金属間化合物として微細に析出した場合においても著しいクリープ抵抗となるため最低0.03wt%必要であるが、3.0wt%超の添加では金属間化合物の粗大化を招くため強度の著しい低下が起こる。このためW量は0.03~3.0wt%とする。Cu、Ti、B、Coは焼入れ性を高め、クリープ強度・靱性を向上させるが、過剰に添加するとクリープ延性が低下してクリープ破断時間が減少し、また溶接低温割れを起こし易くなるため、Cu:0.05~1.50wt%、Ti:0.005~0.05wt%、B:0.0005~0.01wt%、Co:0.01~3.0wt%にそれぞれ限定した。これらの元素は板厚の厚い鋼板の場合により大きな効果がある。

【0020】Al、Mg、Y、Zr、Hf、Caは靱性を向上させる効果があるが、過剰の添加は酸化タンタル及び酸化ニオブを還元しクリープ強度を低下させるため、Al:0.001~0.02wt%、Mg:0.001~0.02wt%、Y:0.001~0.02wt%、Zr:0.001~0.02wt%、Hf:0.001~0.02wt%、Ca:0.001~0.02wt%に限定した。これら元素の添加は、酸化タンタル及び酸化ニオブの添加前に溶鋼中に添加することが望ましい。

【0021】

【実施例】表1、表2（表1のつづき）、表3、表4（表3のつづき）、表5、表6（表5のつづき）に示す成分範囲の供試鋼を真空溶解、熱間圧延、焼きならし及び焼き戻し処理により作製した。クリープ破断試験を行い、600℃/10000hのクリープ破断強度を測定した。

【0022】なお、酸化タンタル粉末及び酸化ニオブ粉末は鉄製の治具に充填した後、溶鋼中に添加した。酸化タンタル及び酸化ニオブは酸化物であるにもかかわらず、凝集・浮上することなく鋼中に分散する。表1、表3、表5中の酸化タンタル+酸化ニオブの体積率は式（1）から算出したものである。酸化タンタル及び酸化ニオブそれぞれの体積率は、合計の体積率に添加時の混合比を乗じて算出した。これは写真のみでは酸化タンタルと酸化ニオブを識別することが困難であるためである。

【0023】表1~表6に示す鋼のうちNo.1~15は本発明の成分範囲の鋼であり、No.16~39は本発明範囲外の比較鋼である。本発明鋼はいずれもクリープ破断強度が140MPa以上と高温クリープ破断強度（以下強度と称す）に優れている。また本発明鋼No.

1~3において酸化物量が多い程強度が高くなっている。

【0024】比較鋼No.16はCが下限未満であり、析出強化が効かないため強度が低くなった。比較鋼No.17はCが過剰であるため炭窒化物が粗大化し強度が低くなった。比較鋼No.18はSiが下限未満であるため脱酸が不足し溶存酸素によってインゴットに欠陥が多数存在したため強度が低くなった。

【0025】比較鋼No.19はSiが過剰であるため酸化物が還元され、酸化物量が不足したため強度が低くなった。比較鋼No.20はMnが下限未満であり、焼き入れが不十分であったため強度が低くなった。比較鋼No.21はMnが過剰であるため強度が低くなった。

【0026】比較鋼No.22はCrが過剰であるため強度が低くなった。比較鋼No.23はNiが過剰であるため強度が低くなった。比較鋼No.24はMoが不足しており、固溶強化が効かなかったため強度が低くなった。比較鋼No.25はMoが過剰であり、金属間化合物が粗大化したため強度が低くなった。

【0027】比較鋼No.26はVが不足しており、析出強化が効かなかったため強度が低くなった。比較鋼No.27はVが過剰であり、δフェライトが析出したため強度が低くなった。比較鋼No.28はNが不足しており、析出強化が十分でないため強度が低くなった。

【0028】比較鋼No.29はNが過剰であるため強度が低くなった。比較鋼No.30は酸化物が不足しており、分散強化が十分でないため強度が低くなった。比較鋼No.31は酸化物が過剰であり、延性が低下したため強度が低くなった。

【0029】比較鋼No.32は酸化物、全Ta+全Nb共に不足しており、分散強化が十分でないため強度が低くなった。比較鋼No.33は全Ta+全Nbが過剰であり、延性が低下したため強度が低くなった。比較鋼No.34は酸化物の粒径が粗大であり、分散強化が不足したため強度が低くなった。

【0030】比較鋼No.35はWが過剰であり、金属間化合物が粗大化したため強度が低くなった。比較鋼No.36はTiが過剰であり、クリープ延性の低下に伴い強度が低くなった。比較鋼No.37はBが過剰であり、クリープ延性の低下に伴い強度が低くなった。

【0031】比較鋼No.38はCu、Mgが過剰であり、クリープ延性が低下しかつ酸化タンタルが還元されたため強度が低くなった。比較鋼No.39はAl、Zrが過剰であり、酸化タンタルが還元されたため強度が低くなった。比較鋼No.38、39はいずれも酸化タンタルが還元されているため、全Ta量に比べ酸化タンタル量が著しく低下している。また酸化物の凝集粗大化を引き起こしている。

【0032】

【表1】

7		8										
No.	化 学 組 成 (wt %)											
	C wt%	Si wt%	Mn wt%	Cr wt%	Ni wt%	Mo wt%	V wt%	N wt%	酸化 タンタル vol%	酸化 ニオブ vol%	酸化タンタル + 酸化ニオブ vol%	
本 発 明 鋼	1	0.09	0.32	0.05	1.30	0.08	0.33	0.23	0.015	0.35	—	0.35
	2	0.09	0.45	0.14	1.22	0.12	0.49	0.25	0.005	0.94	—	0.94
	3	0.09	0.36	0.46	2.22	0.06	0.42	0.22	0.023	1.89	—	1.89
	4	0.07	0.56	0.55	2.25	0.01	1.13	0.39	0.029	0.43	—	0.43
	5	0.05	0.24	0.45	2.14	0.01	1.23	0.33	0.048	0.43	0.23	0.66
	6	0.10	0.35	0.44	3.01	0.33	0.98	0.18	0.019	0.01	0.64	0.65
	7	0.16	0.97	0.34	2.91	0.24	1.32	0.33	0.026	0.01	0.67	0.68
	8	0.29	0.65	0.78	3.33	0.12	1.20	0.28	0.045	—	0.81	0.81
	9	0.19	0.66	1.23	3.05	0.08	1.35	0.16	0.008	0.41	0.39	0.80
	10	0.22	0.43	1.88	3.25	0.93	1.08	0.33	0.006	0.41	0.39	0.80
	11	0.15	0.33	0.54	4.44	0.23	0.45	0.23	0.022	0.72	0.11	0.83
	12	0.07	0.06	0.08	4.51	0.06	1.96	0.46	0.018	0.21	1.01	1.22
	13	0.09	0.12	0.22	4.93	0.15	1.04	0.17	0.011	0.25	1.00	1.25
	14	0.07	0.28	0.24	2.23	0.08	0.98	0.05	0.016	1.05	0.17	1.22
	15	0.09	0.53	0.33	2.22	0.23	1.11	0.15	0.003	1.04	0.17	1.21

【0033】

* * 【表2】

(表1のつづき)

	No	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒 径	選 択 元 素 wt%	クリープ 破 断 強 度 (MPa)
		wt%	wt%	wt%	μm		
本 発 明 鋼	1	0.28	—	0.28	0.07		148
	2	0.76	—	0.76	0.07		169
	3	1.56	—	1.56	0.07		185
	4	0.34	—	0.34	0.07	W:2.8, Ti:0.012	179
	5	0.35	0.20	0.55	0.20	W:0.05, Cu:0.55	155
	6	0.01	0.38	0.39	0.20	W:0.04, Ti:0.013, B:0.0032	145
	7	0.01	0.40	0.41	0.20	W:1.5, Cu:0.23, B:0.0025, Co:1.2	152
	8	—	0.56	0.56	0.20		144
	9	0.38	0.29	0.67	0.07	W:0.5, B:0.0018, Al:0.005	162
	10	0.34	0.27	0.61	0.07	W:0.03, Co:0.81, Mg:0.005, Y:0.008	158
	11	0.74	0.07	0.81	0.07	W:0.03, B:0.0033, Zr:0.006	170
	12	0.18	1.00	1.18	0.07	W:0.04, B:0.0029, Hf:0.006, Ca:0.011	173
	13	1.05	0.79	1.84	0.21	W:1.5, Cu:0.38, Al:0.008, Mg:0.009	175
	14	1.55	0.50	2.05	0.95	W:0.05, Co:1.1, Al:0.015, Ca:0.006	149
	15	0.88	0.15	1.03	0.23	W:0.04, Ti:0.01, Mg:0.010, Zr:0.006	156

【0034】

* * 【表3】

	No.	化 学 组 成 (wt %)										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N	酸化	酸化	酸化タンタル
		wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	タンタル vol%	ニオブ vol%	+ 酸化ニオブ vol%
比 較 鋼	16	0.03	0.42	0.15	1.25	0.18	0.43	0.23	0.015	0.75	—	0.75
	17	0.35	0.54	0.14	1.25	0.12	0.45	0.35	0.011	0.74	—	0.74
	18	0.07	0.02	0.16	2.22	0.09	0.45	0.22	0.013	0.79	—	0.79
	19	0.09	1.25	0.55	2.25	0.05	1.00	0.29	0.019	0.13	—	0.13
	20	0.15	0.42	0.01	2.23	0.04	1.00	0.23	0.018	0.23	0.43	0.66
	21	0.11	0.53	2.38	3.01	0.33	0.99	0.28	0.019	0.01	0.62	0.63
	22	0.15	0.79	0.43	5.91	0.26	1.02	0.23	0.022	0.01	0.64	0.65
	23	0.22	0.13	0.67	3.23	1.12	1.11	0.28	0.040	—	0.61	0.61
	24	0.18	0.06	1.33	3.05	0.12	0.19	0.25	0.009	—	0.70	0.70
	25	0.23	0.44	1.18	3.25	0.90	2.11	0.23	0.006	—	0.60	0.60
	26	0.14	0.39	0.52	3.03	0.20	1.45	0.03	0.020	0.22	0.41	0.63
	27	0.08	0.16	0.06	3.01	0.06	1.56	0.60	0.018	0.21	0.90	1.11

(下線は本発明範囲外)

【0035】

* * 【表4】

(表3のつづき)

	No.	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒 径	選 択 元 素	クリープ 破 断 強 度 (MPa)
		wt%	wt%	wt%	μm		
比 較 鋼	16	0.61	—	0.61	0.23	W:2.8, Ti:0.012	111
	17	0.61	—	0.61	0.22		112
	18	0.65	—	0.65	0.22		115
	19	0.60	—	0.60	0.22		109
	20	0.19	0.30	0.49	0.21		115
	21	0.01	0.43	0.44	0.20		112
	22	0.01	0.44	0.45	0.20		110
	23	—	0.43	0.43	0.23		114
	24	—	0.49	0.49	0.27		112
	25	—	0.50	0.50	0.07		118
	26	0.20	0.35	0.55	0.07		119
	27	0.19	0.64	0.83	0.07		118

【0036】

* * 【表5】

	No.	化 学 组 成 (wt%)										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N	酸化 タンタル	酸化 ニオブ	酸化タンタル + 酸化ニオブ
		wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	vol%	vol%	vol%
比 較 鋼	28	0.09	0.21	0.23	3.93	0.11	1.54	0.27	<u>0.001</u>	0.25	0.90	1.15
	29	0.17	0.18	0.64	3.23	0.10	1.58	0.25	<u>0.056</u>	1.05	0.07	1.12
	30	0.10	1.35	0.53	3.21	0.13	1.11	0.25	0.013	0.04	0.17	<u>0.21</u>
	31	0.12	0.33	0.64	3.44	0.13	0.45	0.23	0.012	0.72	1.66	<u>2.38</u>
	32	0.07	0.06	0.48	4.51	0.10	0.96	0.46	0.011	0.21	0.01	<u>0.22</u>
	33	0.08	0.11	0.22	4.91	0.11	1.04	0.27	0.011	0.25	0.90	1.15
	34	0.07	0.20	0.24	3.22	0.68	0.99	0.25	0.015	1.05	0.05	1.10
	35	0.08	0.22	0.23	2.59	0.15	1.05	0.25	0.016	0.89	0.05	0.94
	36	0.07	0.21	0.24	2.22	0.12	0.98	0.24	0.016	0.91	0.04	0.95
	37	0.08	0.22	0.21	2.32	0.15	0.97	0.25	0.012	0.95	0.06	1.01
	38	0.07	0.25	0.24	2.32	0.14	0.98	0.25	0.011	0.18	0.05	<u>0.23</u>
	39	0.07	0.22	0.24	3.02	0.13	1.01	0.24	0.014	0.14	0.05	<u>0.19</u>

(下線は本発明範囲外)

【0037】

* * 【表6】

11
(表5のつづき)

12

	No.	全Ta	全Nb	全Ta + 全Nb	酸化 物 粒径	選 択 元 素	クリープ 破 断 強 度 (MPa)
		wt%	wt%	wt%	μm	wt%	
比 較 鋼	28	0.22	0.63	0.85	0.07	W:0.4, B:0.0020, Al:0.010	115
	29	0.88	0.04	0.92	0.55	W:0.05, Co:0.79, Mg:0.006, Y:0.005	107
	30	0.13	0.12	0.25	0.55	W:0.03, B:0.0030, Zr:0.006	96
	31	0.59	1.16	1.75	0.54	W:0.03, B:0.0029, Hf:0.005, Ca:0.013	110
	32	0.17	0.01	0.18	0.56	W:1.44, Cu:0.36, Al:0.011, Mg:0.007	101
	33	2.21	0.63	2.84	0.51	W:0.05, Co:1.6, Al:0.015, Ca:0.011	98
	34	0.85	0.03	0.88	1.95	W:0.05, Ti:0.01, Mg:0.006, Zr:0.008	89
	35	0.79	0.03	0.82	0.21	W:3.55, Ti:0.01, Mg:0.006, Zr:0.008	105
	36	0.81	0.03	0.84	0.22	W:0.05, Ti:0.09, Mg:0.006, Zr:0.008	91
	37	0.82	0.10	0.92	0.21	W:0.05, B:0.016, Mg:0.006, Zr:0.008	110
	38	0.76	0.03	0.79	0.59	W:0.05, Cu:1.91, Mg:0.026, Zr:0.008	103
	39	0.86	0.03	0.89	0.85	W:0.05, Ti:0.01, Al:0.028, Zr:0.031	89

(下線は本発明範囲外)

【0038】

*耐熱構造物の軽量化及び信頼性の向上などへの寄与が大

【発明の効果】本発明により高温強度、特に高温クリー

プ強度に優れたCr系耐熱鋼が提供できるようになり、*20

きい。

This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images
problems checked, please do not report the
problems to the IFW Image Problem Mailbox**